

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 01176030
PUBLICATION DATE : 12-07-89

APPLICATION DATE : 28-12-87
APPLICATION NUMBER : 62336491

APPLICANT : KOBE STEEL LTD;

INVENTOR : KITAGAWA YOSHIHISA;

INT.CL. : C21D 8/02 // C22C 38/00 C22C 38/58

TITLE : MANUFACTURE OF HIGH-TENSILE STEEL PLATE WITH LOW YIELD RATIO BY
ACCELERATED COOLING METHOD

ABSTRACT : PURPOSE: To provide the desired low yield ratio, high strength, and high toughness by
subjecting an Nb-containing steel with a specific composition to hot rolling under specific
conditions and then to accelerated cooling down to a specific temp.

CONSTITUTION: A steel having a composition consisting of, by weight, 0.03-0.2% C,
0.03-0.5% Si, 0.4-2.3% Mn, 0.01-0.1% Al, 0.1-0.5% Mo, 0.01-0.05% Nb, 0.3-1.5%
Ni, and the balance Fe with inevitable impurities is cast. This steel is hot-rolled so that
draft in an unrecrystallized austenite region and finish rolling-finishing temp. are regulated
to $\geq 30\%$ and $\geq Ar_3$ point, respectively. After rolling, cooling is applied to the above weight
delay from $\geq Ar_3$ point at 2-40°C/sec cooling rate, and cooling is stopped at a temp.
between 300 and 700°C. If necessary, one or more kinds among 0.3-1.5% Cr,
0.2-1.3% Cu, 0.0003-0.0030% B, and 0.005-0.03% Ti are incorporated to the above
steel. By using this high-tensile steel plate with low yield ratio, the safety of welding
construction can be increased.

COPYRIGHT: (C)1989,JPO&Japio

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

平1-176030

⑪ Int. Cl.

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 平成1年(1989)7月12日

C 21 D 8/02
// C 22 C 38/00
38/58

3.0 1

B-7371-4K
A-6813-4K

審査請求 未請求 発明の数 2 (全6頁)

⑭ 発明の名称 加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法

⑮ 特 願 昭62-336491

⑯ 出 願 昭62(1987)12月28日

⑰ 発 明 者 堀 江 正 明

兵庫県神戸市垂水区歌敷山3丁目1番1号

⑰ 発 明 者 小 出 憲 司

兵庫県神戸市西区伊川谷町有瀬1650-3

⑰ 発 明 者 北 川 喜 久

兵庫県神戸市東灘区北青木2-10-6 E 6006

⑱ 出 願 人 株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

⑲ 代 理 人 弁理士 丸 木 良 久

明 細 書

1. 発明の名称

加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法

2. 特許請求の範囲

(1) C 0.03~0.2wt%、Si 0.03~0.5wt%、

Mn 0.4~2.3wt%、Al 0.01~0.1wt%、

Mo 0.1~0.5wt%、Nb 0.01~0.05wt%、

Ni 0.3~1.5wt%

を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなる鋼を、未再結晶オーステナイト域での圧下率が30%以上で、かつ、仕上圧延終了温度が A_{r3} 以上となるように熱間圧延した後、直ちに、 A_{r3} 以上の温度から2~40℃/secの冷却速度で加速冷却し、300~700℃の間の温度で冷却停止を行うことを特徴とする加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法。

(2) C 0.03~0.2wt%、Si 0.03~0.5wt%、

Mn 0.4~2.3wt%、Al 0.01~0.1wt%、

Mo 0.1~0.5wt%、Nb 0.01~1.5wt%、

Ni 0.3~1.5wt%、

を含有し、さらに、

Cr 0.3~1.5wt%、Cu 0.2~1.3wt%、

B 0.0003~0.003wt%、

Ti 0.005~0.03wt%

の1種または2種以上

を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなる鋼を、未再結晶オーステナイト域での圧下率が30%以上で、かつ、仕上圧延終了温度が A_{r3} 以上となるように熱間圧延した後、直ちに、 A_{r3} 以上の温度から2~40℃/secの冷却速度で加速冷却し、300~700℃の間の温度で冷却停止を行うことを特徴とする加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法。

3. 発明の詳細な説明

[産業上の利用分野]

本発明は加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法に関し、さらに詳しくは、降伏比65~75%で70Kgf/mm²以上の引張り強さを有する厚鋼板を加速冷却法により製造する方法に関する。

特開平1-176030(2)

[従来技術]

従来の70Kgf/mm²級、80Kgf/mm²級橋梁用厚鋼板は強制冷却することなく室温まで冷却した後、焼入れ、焼戻し処理によって製造されており、降伏比は95%程度であった。

近年、85%まで降伏比を下げた鋼板を制御圧延、加速冷却、焼入れ、焼戻し法により製造する方法が提案されており、(溶接学会論文集、Vol. 3, 1985, No. 3, P589)、また、60kgf/mm²級鋼では、圧延仕上後A_{r3}点以下まで空冷し、所定量の初析フェライトを析出させた後、加速冷却して、降伏比70%未満の低降伏比鋼を得る方法が提案されている(特開昭59-211528号公報)。

しかし、降伏比70%前後の極めて低い70kgf/mm²級以上の低降伏比高強度鋼板の製造法は提案されていない。

近年、溶接構造用高強度鋼板の進歩は著しく、引張強さ100Kgf/mm²級まで実用化されつつあるが、橋梁関係では従来の70Kgf/mm²、

サイトの存在が降伏比を下げる上で有効とされているが、この方法や上記特開昭59-211528号公報を70kgf/mm²級以上の厚鋼板に適用しても、低降伏比は得られるが橋梁材として具備しなければならない低い遷移温度、高いアッパーシェルフエネルギー、溶接部の硬度分布、靱性等において致命的な欠点のあることがわかり、特に、靱性値劣化の原因が軟質のフェライトと硬質のマルテンサイトが粗く分散することを見出し、さらに、Nb含有と適切な加速冷却速度を採用することにより、フェライトを加速冷却中に極めて微細に析出させ、かつ、残留も微細なベイナイト+マルテンサイト組織とすることにより、所望の低降伏比、高強度、高靱性が得られる加速冷却法による低降伏比高強度鋼板の製造法を開発したのである。

[問題点を解決するための手段]

本発明に係る加速冷却法による低降伏比高強度鋼板の本製造法は、

(1) C 0.03~0.2wt%、Si 0.03~0.5wt%、

80Kgf/mm²級鋼は降伏比が高く、降伏後破壊に至るまでの耐荷荷が小さいため、隠れた安全性という観点では不安材料があり、これまで80Kgf/mm²級高強度鋼のこの分野での使用は極端に制限されていた。そして、この分野においても軽量化の要求が大きく、隠れた安全性を有する低降伏比の70Kgf/mm²級以上の高強度鋼板の出現が望まれていた。

[発明が解決しようとする問題点]

本発明は上記に説明した従来における低降伏比の高強度鋼板の製造法の問題点に鑑み、本発明者が鋭意研究を行った結果、例えば、橋梁等の溶接構造物の隠れた安全性を高め、かつ、構造物の軽量化を実現させるための加速冷却法による低降伏比高強度鋼板の製造法を開発され、冷間圧延鋼板、熱間圧延鋼板の分野においては鋼の降伏比を下げる方法は開発、実用化されているが、これらの鋼板はフェライトと5~30%のマルテンサイトおよび状況によってはベイナイトや残留オーステナイトを含む組織構成を有しており、このマルテン

Mn 0.4~2.3wt%、Al 0.01~0.1wt%、
Mo 0.1~0.5wt%、Nb 0.01~0.05wt%、
Ni 0.3~1.5wt%

を含有し、残留Feおよび不可避不純物からなる鋼を、未再結晶オーステナイト域での圧下率が30%以上で、かつ、仕上圧延終了温度がA_{r3}以上となるように熱間圧延した後、直ちに、A_{r3}以上の温度から2~40℃/secの冷却速度で加速冷却し、300~700℃の間の温度で冷却停止を行うことを特徴とする加速冷却法による低降伏比高強度鋼板の製造法を第1の発明とし、

(2) C 0.03~0.2wt%、Si 0.03~0.5wt%、
Mn 0.4~2.3wt%、Al 0.01~0.1wt%、
Mo 0.1~0.5wt%、Nb 0.01~0.05wt%、
Ni 0.3~1.5wt%

を含有し、さらに、

Cr 0.3~1.5wt%、Cu 0.2~1.3wt%、
B 0.0003~0.003wt%、
Ti 0.005~0.03wt%

の1種または2種以上

特開平1-176030 (3)

を含有し、残留Feおよび不可避不純物からなる鋼を、未再結晶オーステナイト域での圧下率が30%以上で、かつ、仕上圧延終了温度が A_{r3} 以上となるように熱間圧延した後、直ちに、 A_{r3} 以上の温度から2~40℃/secの冷却速度で加速冷却し、300~700℃の間の温度で冷却停止を行うことを特徴とする加速冷却法による低降伏比高強度鋼板の製造法を第2の発明とする2つの発明からなるものである。

本発明に係る加速冷却法による低降伏比高強度鋼板の製造法について以下詳細に説明する。

先ず、本発明に係る加速冷却法による低降伏比高強度鋼板の製造法(以下単に本発明製造法ということがある。)において使用する鋼の含有成分および含有割合について説明する。

Cは強度上昇に有効な元素であり、含有量が0.03wt%未満では強度上昇効果は少なく、また、0.2wt%を越えて含有されると溶接性を劣化する。よって、C含有量は0.03~0.2wt%とする。

Siは組織制御に有効な元素であり、含有量が

0.03wt%未満では組織制御効果が発現せず、また、0.5wt%を越えて含有されると靱性の劣化を招来する。よって、Si含有量は0.03~0.5wt%とする。

0.03wt%未満では組織制御効果が発現せず、また、0.5wt%を越えて含有されると靱性の劣化を招来する。よって、Si含有量は0.03~0.5wt%とする。

MnはSiと同じく組織制御に有効な元素であり、含有量が0.4wt%未満では組織制御の効果は少なく、また、2.3wt%を越えて含有されるとバンド状組織を生成し、C方向、Z方向の靱性の劣化を招来する。よって、Mn含有量は0.4~2.3wt%とする。

Alは脱酸剤として必要な元素であり、含有量が0.01wt%未満では脱酸剤としての効果はなく、また、0.1wt%を越えて含有されるとこの効果は飽和する。よって、Al含有量は0.01~0.1wt%とする。

Moはベイナイト組織の生成に有効で、かつ、靱性値向上に有効な元素であり、含有量が0.1wt%未満ではこれらの効果は少なく、また、0.5wt%を越えて含有されるとこれらの効果は飽和してしまう。よって、Mo含有量は0.1~0.5wt%とする。

よって、Cu含有量は0.2~1.3wt%とする。

Nbは粒径を微細化し、未再結晶圧延領域の拡大が図れ、かつ、ベイナイト組織の微細化および強度上昇に寄与する元素であり、含有量が0.01wt%未満ではこれらの効果を発揮することはできず、また、0.05wt%を越えて含有されると効果は飽和してしまう。よって、Nb含有量は0.01~0.05wt%とする。

Niは溶接性と靱性の向上に有効な元素であり、含有量が0.3wt%未満ではこの効果は少なく、また、1.5wt%を越えて含有されると効果は飽和する。よって、Ni含有量は0.3~1.5wt%とする。

Crは組織制御に有効で、かつ、強度上昇に寄与する元素であり、含有量が0.3wt%未満ではこのような効果は少なく、また、1.5wt%を越えて含有されると効果のそれ以上の上昇は望めない。よって、Cr含有量は0.3~1.5wt%とする。

Cuは溶接性および靱性の向上に有効な元素であり、含有量が0.2wt%未満ではこの効果は少なく、また、1.3wt%を越えると効果は飽和する。

Bは組織制御に有効で、かつ、強度上昇に寄与する元素であり、含有量が0.0003wt%未満ではこの効果は少なく、また、0.003wt%を越えると効果は飽和する。よって、B含有量は0.0003~0.003wt%とする。

TiはNを固定し、かつ、Bの効果をも有効に活用させるのに寄与する元素であり、含有量が0.005wt%未満ではこのような効果は少なく、また、0.03wt%を越えて含有されるとこの効果は飽和してしまう。よって、Ti含有量は0.005~0.03wt%とする。

次に、本発明製造法における製法について説明する。

上記に説明した含有成分および含有割合の鋼の加熱温度は900~1150℃とするのが良く、特に、低温域で加熱した方が粒が微細となり、変態後に得られる組織が微細となり、靱性向上に有効であり、従って、圧延機の能力、仕上温度の確保の許容される範囲で低温に加熱することが望

特開平1-176030 (4)

ましい。

熱間加工条件は、 γ 粒の微細化、 γ 粒内への変形帯の導入は、変態後の組織を微細化し、靱性向上に有効であることから、オーステナイトの未再結晶域で30%以上の加工が必要で、例えば、熱間圧延を行う。

冷却条件は、加速冷却開始温度が A_{r3} 未満では空冷中に粗大な初析フェライトが析出し、靱性が劣化し(第1図)、従って、加速冷却の開始も、熱間圧延後直ちに行なわれることが重要である。

また、冷却速度が $2^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 未満では初析フェライトが多量に、かつ、粗大に析出するため、強度、靱性ともに低くなり、また、 $40^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ を越えると100%ベイナイト+マルテンサイト組織となって、降伏比が高くなり過ぎる。

そして、組織中に適量の初析フェライトを析出させるための、適正冷却速度は、鋼の含有成分および含有割合に依存する。この適正冷却速度の範囲は、次式を用いて求めることができる。

・ボロン無含有鋼

$$-17.5 \cdot C_{eq} + 10.2 < \ln R (^{\circ}\text{C}/\text{s}) < -17.5 C_{eq} + 12.6$$

・ボロン含有鋼

$$-17.5 \cdot C_{eq} + 9.5 < \ln R (^{\circ}\text{C}/\text{s}) < -17.5 C_{eq} + 11.9$$

ただし、

$$C_{eq} = C + \text{Si}/24 + \text{Mn}/6 + \text{Ni}/40 + \text{Cr}/5 + \text{Mo}/4 + \text{V}/14$$

しかして、冷却停止温度が 300°C 未満では温度制御が困難になるばかりでなく、レベラー工程における圧延圧力が多大となり好ましくなく、停止温度が低いとDual Phase鋼に近い組織となり、降伏比は約60%と求める範囲より低く、 300°C を越える停止温度では $80\text{Kg}/\text{mm}^2$ 級鋼の強度が得られ、降伏比も求める値の70%前後の値であり、また、停止温度が 700°C を越える高い温度になると、フェライト-パーライト組織となり、引張強さが $70\text{Kg}/\text{mm}^2$ を下回るようになる。このことは、第1表の鋼1を一つの例として採用して冷却停止温度とTS、YRの関係について

て調査し、その結果を第2図に示してある。この第2図から本発明製造法のように冷却停止温度を $300 \sim 700^{\circ}\text{C}$ の範囲とすることが好適であることがわかる。

また、加速冷却のままの状態では、即ち、熱間圧延-冷却のままでは、殆どの場合降伏点伸びは、零で、いずれも連続降伏現象であり、特に、橋梁等の設計を行う際に、降伏点伸びを付与したい場合は、 $100 \sim 300^{\circ}\text{C}$ の温度の焼戻し処理を行う必要があるが、第3図に示すように焼戻し温度が 300°C を越えるとYRが上限の7.5%以上となって、求める低降伏比が得られなくなり、また、焼戻し温度が 100°C 未満では実質的効果は得られなくなる。

【実施例】

本発明に係る加速冷却法による低降伏比高強力鋼板の製造法の実施例を説明する。

実施例

第1表に示す含有成分および含有割合の鋼を通常の製法により溶解、鋳造した鋼を 900°C から

1100°C の間の各種の加熱温度において 100mm の鋼(スラブ)を加熱し、 20mm 厚の鋼板に圧延し、 900°C 以下の圧下率を50%とした。熱間圧延終了後各種の冷却速度で冷却した。必要に応じて焼戻し処理を行ったが、所定の温度に1時間保持後空冷した。

第2表に各鋼種の機械的性質を示す。

この第2表より本発明製造法により製造された鋼は、比較例に比して、65~75%の低い降伏比、かつ、高靱性であり、その他の機械的性質は比較例と同等かそれ以上であり、優れていることがわかる。

第 1 表

No	化 学 成 分 (wt%)														
	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Cr	Ni	Cu	Nb	Ti	B	Fe	Ceq
1	0.07	0.31	1.50	0.015	0.004	0.034	0.15	0.51	1.21	—	0.029	0.019	0.0015	残部	0.519
2	0.06	0.28	1.80	0.014	0.003	0.029	0.20	—	0.80	0.50	0.030	—	—	—	0.442
3	0.09	0.35	1.77	0.016	0.005	0.038	0.30	—	1.05	—	0.025	0.020	0.0013	—	0.501
4	0.13	0.30	1.56	0.011	0.003	0.028	0.20	0.60	0.45	0.60	0.020	—	—	—	0.584
5	0.07	0.30	1.61	0.007	0.005	0.033	0.30	0.50	1.00	—	0.027	—	—	—	0.551
6	0.07	0.30	1.58	0.009	0.005	0.060	0.15	0.50	1.01	—	0.026	—	0.0021	—	0.509
7	0.10	0.40	1.50	0.017	0.005	0.025	—	—	—	—	—	—	—	—	0.367
8	0.15	0.50	2.00	0.016	0.003	0.030	0.31	—	—	—	—	—	—	—	0.582

1～6・・・本発明製造法の鋼。 7、8・・・比較鋼。

第 2 表

No	加熱温度 (℃)	急冷開始温度 -Ar ₃ (℃)	冷却速度 (℃/s)	停止温度 (℃)	焼戻し温度 (℃)	T.S.* (kgf/mm ²)	El.* (%)	Y.R.* (%)	Y.P.El.* (%)	vTrs (℃)	vEs (kgf·m)	備 考
1	1000	80	15	RT	—	109.5	18.0	50.0	0	-105	15.0	比較
	—	—	—	360	—	103.0	19.6	65.9	0	-105	16.4	本発明
	—	—	—	500	—	88.8	20.6	66.5	0	-100	17.2	—
	—	—	—	585	—	83.0	22.0	68.9	0	-95	17.0	—
	—	—	—	645	—	72.0	24.7	73.5	0	-125	23.3	—
	—	—	—	555	150	89.2	21.5	70.2	0.15	-100	19.8	—
	—	—	—	—	250	88.5	21.3	73.8	0.25	-110	21.5	—
	—	—	—	—	450	78.7	24.8	79.7	0.50	-115	23.5	比較
2	1000	60	15	450	—	75.0	24.5	70.7	0	-121	21.1	本発明
3	1100	80	15	600	—	81.8	21.6	70.4	0	-90	17.6	—
4	1000	60	5	555	—	91.5	20.2	71.2	0	-85	16.6	—
5	1000	70	5	550	—	84.2	21.6	69.6	0	-95	20.5	—
	—	—	—	—	250	84.9	24.2	73.1	0.35	-105	22.8	—
	950	—	—	—	—	83.0	22.0	68.9	0	-95	21.8	—
	—	—	0.8	—	—	67.5	27.3	80.7	0	-55	23.1	比較
	—	—	50	—	—	98.1	19.2	82.2	0	-85	14.5	—
	—	-40	5	—	—	79.3	25.2	72.1	0	-50	20.7	—
—	900	70	—	—	—	81.4	21.8	68.2	0	-140	20.3	本発明
6	950	70	5	550	—	81.1	22.9	66.8	0	-104	18.5	—
7	950	30	15	550	—	68.5	26.4	83.4	0	-70	23.5	比較
8	950	60	5	550	—	81.5	21.5	72.0	0	-25	22.0	—

*・・・7mmφ丸棒引強試験。

[発明の効果]

以上説明したように、本発明に係る加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法は上記の構成であるから、溶接構造物の安全性が高い、70 Kgf/mm²以上であり、かつ、降伏比が65～75%と低い高張力鋼板を効果的に製造することができる優れた製造法である。

4. 図面の簡単な説明

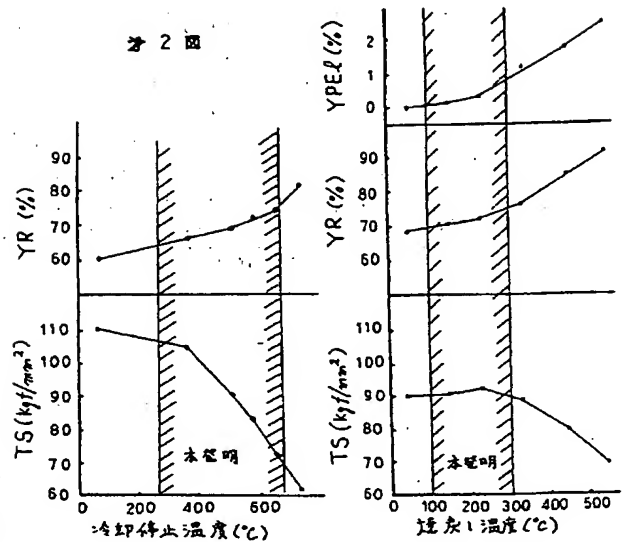
第1図は加速冷却開始温度とT_S、vTrsの関係を示す図、第2図は冷却停止温度とT_S、YRの関係を示す図、第3図は焼戻し温度とT_S、YR、YPEIの関係を示す図である。

特許出願人 株式会社 神戸製鋼所

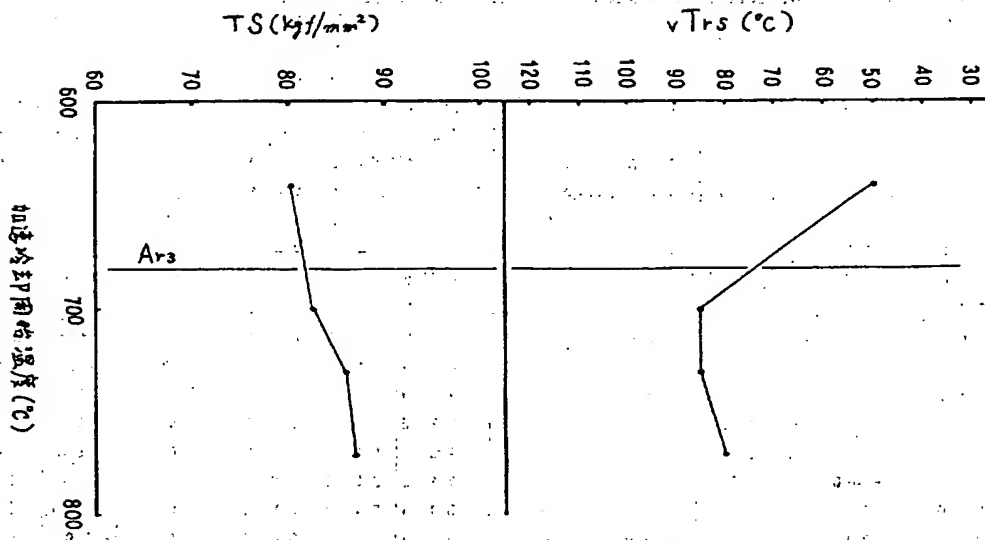
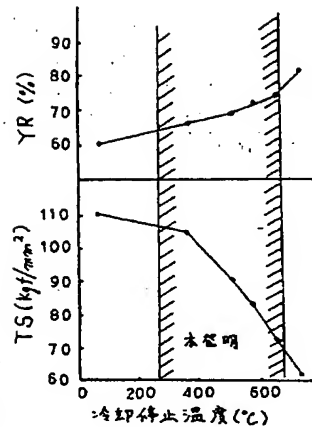
代理人 弁理士 丸 木 良 久



第3図



第2図



第1図